

# 激光成形修复 2Cr13 不锈钢热影响区的组织研究 \*

徐庆东 林鑫 宋梦华 杨海欧 黄卫东  
(西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 西安 710072)

**摘要** 对激光成形修复 2Cr13 不锈钢热影响区分别进行了单道单层、多道单层、单道多层和多道多层 4 种形式的修复实验. 通过金相观察和硬度测试确定了激光成形修复区域的组织特征, 结合热影响区温度场模拟分析了组织形成机理. 结果表明: 热影响区内微观组织从基材到修复区底部呈现连续性变化, 其中, 主要相结构经历了  $\alpha$  铁素体  $\rightarrow$   $\alpha$  铁素体 + 少量马氏体  $\rightarrow$  马氏体 + 少量  $\alpha$  铁素体  $\rightarrow$  马氏体的转变, 马氏体的出现导致硬度快速上升; 同时, 原  $M_{23}C_6$  型碳化物逐渐溶解, 直至消失, 且晶内碳化物先于晶界碳化物发生溶解; 伴随碳化物的溶解逐渐出现  $\delta$  铁素体; 随着趋近修复区底部,  $\delta$  铁素体逐渐增多、长大并连成骨架; 当沉积层数增加后, 硬度峰值随之下降, 在热影响区中部的部分区域会出现晶粒细化, 且热影响区顶部的晶界逐渐开始析出碳化物, 同时,  $\delta$  铁素体骨架逐步被晶界打断.

**关键词** 激光成形修复, 2Cr13 不锈钢, 热影响区, 组织特征, 温度场模拟

**中图分类号** TG146.4 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2013)05-0605-09

## MICROSTRUCTURE OF HEAT-AFFECTED ZONE OF LASER FORMING REPAIRED 2Cr13 STAINLESS STEEL

XU Qingdong, LIN Xin, SONG Menghua, YANG Haiou, HUANG Weidong

State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072

Correspondent: LIN Xin, professor, Tel: (029)88460510, E-mail: xlin@nwpu.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.50971102), National Basic Research Program of China (No.2011CB610402), Specialized Research Fund for the Doctoral Program of Higher Education (No.20116102110016) and Programme of Introducing Talents of Discipline to Universities (No.08040)

Manuscript received 2012-11-28, in revised form 2013-02-23

**ABSTRACT** 2Cr13 martensitic stainless steel is widely used in the manufacturing of heavy load components, which are easy to be damaged due to their severe service environment. If these damaged components can be repaired rapidly, considerable savings in materials, processing and time costs can be achieved. Four kinds of laser forming repairing for 2Cr13 stainless steel sample, single-track single-layer, multi-track single-layer, single-track multi-layer and multi-track multi-layer, was conducted to investigate their microstructure characteristic and evolution of heat-affected zone (HAZ). The formation mechanism of microstructure was analyzed based on the temperature field simulation. It is found that microstructure varies continuously from substrate zone (SZ) to the bottom of laser repaired zone (RZ), in which the main phases varied as  $\alpha$  ferrite  $\rightarrow$   $\alpha$  ferrite + martensite  $\rightarrow$  martensite +  $\alpha$  ferrite  $\rightarrow$  martensite, and the appearance of the martensite led to a rapid increase in hardness. Meanwhile, the primary  $M_{23}C_6$  dissolved gradually and disappeared eventually. It is interesting to note that the dissolving of intragranular carbides occurred prior to the intergranular carbides. With the carbides dissolving,  $\delta$  ferrite particles appeared, coarsened and connected into skeleton patterns eventually

\* 国家自然科学基金项目 50971102, 国家重点基础研究发展计划项目 2011CB610402, 高等学校博士学科点专项科研基金项目 20116102110016 和高等学校学科创新引智计划项目 08040 资助

收到初稿日期: 2012-11-28, 收到修改稿日期: 2013-02-23

作者简介: 徐庆东, 男, 1988 年生, 硕士生

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2012.00708

when closing to the bottom of RZ. As the deposited layers increased, the hardness peak decreased, and the grains were refined in the partial region of the middle of HAZ. The carbides precipitated again in the grain boundary at the top of HAZ, meanwhile,  $\delta$  skeleton is gradually interrupted by the grain boundary.

**KEY WORDS** laser forming repairing, 2Cr13 stainless steel, heat-affected zone, microstructure characteristic, temperature field simulation

2Cr13 是一种应用广泛的马氏体不锈钢, 主要用于制造汽轮机叶片、热油泵、轴和轴套、叶轮、水压机叶阀片等承受高应力负荷、耐弱腐蚀性环境的零件<sup>[1,2]</sup>. 这些零件多是重型机械上的重要承载部件, 发展其服役损伤零件的快速经济修复技术, 对于保证装备的正常运行、降低生产成本具有重要的现实意义<sup>[3]</sup>.

激光成形修复技术 (LFR) 可以在对损伤零件本体影响较小的情况下, 实现损伤零件的几何及力学性能的恢复<sup>[4-7]</sup>, 已经在钛合金和 316L 不锈钢等零件的修复上获得了应用<sup>[8-13]</sup>. 目前, 国内外对激光处理 2Cr13 不锈钢已经有一些研究. Mahmoudia 等<sup>[14]</sup> 对 2Cr13(国外牌号 AISI 420) 不锈钢进行了激光表面硬化处理, 发现处理后组织中的连续碳化物发生溶解, 以颗粒状存在于晶界和晶粒内部; Chen 等<sup>[15]</sup> 分析了激光固化 2Cr13 不锈钢的显微组织特征, 发现沉积态组织是由大量残余奥氏体 (约 53.9%, 体积分数) 和马氏体组成. 杨德华等<sup>[16]</sup> 则对退火态的 2Cr13 钢分别进行激光熔凝与激光熔凝渗碳处理, 结果表明激光熔凝改变了重熔区的组织与相组成, 硬度大大提升. 邵天敏等<sup>[17]</sup> 针对激光熔凝调质态 2Cr13 钢所出现的低硬度过渡区问题, 研究了过渡区的组织与相组成, 结果表明过渡区由马氏体和软化相铁素体组成, Cr 在熔池底部的富集是铁素体形成的原因.

热影响区 (HAZ) 是母体与修复区域的过渡区域, 该区的组织特征对于修复后的零件性能具有重要影响. Mahmoudia 等<sup>[14]</sup> 的研究重点针对激光辐照下的 2Cr13 的固态相变特征, 但其所能达到的处理温度较低, 没有完整揭示出直至接近熔化温度内的固态相变组织特征; 而其它研究则关注的是与凝固相关的激光熔池内的组织特征. 总体来说, 缺乏对激光熔池热影响区组织特征的完整认识. 基于此, 本工作通过对不同方式激光成形修复的 2Cr13 不锈钢 HAZ 进行金相组织观察、硬度测试和能谱分析, 并结合温度场模拟, 研究了 HAZ 的组织特征及其形成机理, 以为激光成形修复 2Cr13 不锈钢的工程应用提供理论依据.

## 1 实验方法

实验在西北工业大学凝固技术国家重点实验室自主建立的 LSF-III 激光立体成形设备上完成, 该系统包括 CO<sub>2</sub> 激光器、五轴四联动数控工作台、高精度送粉器及同轴送粉喷嘴和气氛保护手套箱. 实验在 Ar 气保护的手套箱内完成, 同时载粉气体亦使用高纯 Ar 气, 整个实验过

程中手套箱内成形气氛的 O 含量通过高纯 Ar 气净化控制在  $5 \times 10^{-5}$  以下. 激光成形修复的工艺参数为: 激光功率 2.8 kW, 光束扫描速度 10 mm/s, 光斑直径 2.5 mm, Z 轴增量 3 mm, 送粉率 9.5 g/min 和搭接率 40%.

修复基材为 5 mm 厚的调质态 2Cr13 不锈钢板, 调质工艺为: 980 °C 保温 1 h 后油淬 + 680 °C 回火 2 h 后空冷, 显微组织为回火索氏体; 修复材料采用旋转电极制备的 2Cr13 不锈钢球形粉, 粒度为 45—160  $\mu\text{m}$ . 实验前对粉末在约 160 °C 进行真空烘干处理, 以去除粉末中吸附的水分; 用砂纸打磨掉基材表面的氧化层, 并用无水乙醇和丙酮依次清洗干净.

为考察 HAZ 组织在修复过程中的演变, 分别进行了单道单层、多道单层、单道多层和多道多层 4 种形式的修复实验, 以模拟激光成形修复线-面-体缺陷的成形过程. 修复试样示意图如图 1 所示.

沿修复试样的横截面截取试样观察组织. 试样经镶嵌、打磨、抛光, 在 10% 过硫酸氨水溶液中进行电解腐蚀, 腐蚀电压为 6 V, 腐蚀时间为 120 s. 利用 OLYMPUS-GX71 型光学显微镜 (OM) 和 VEGA-II LMH 扫描电子显微镜 (SEM) 从基材底部沿沉积方向对试样进行组织特征观察. 采用 Duramin-A300 Vickers 硬度计对每个试样沿沉积方向进行硬度测试, 加载载荷为 500 g, 加载时间为 15 s. 采用 X'Pert PRO 型 X 射线衍射仪 (XRD, Cu 靶) 对基材和 HAZ 进行物相分析. 试样磨至 50  $\mu\text{m}$ , 经双喷电解减薄后, 利用 FEI Tecnai F30 G<sup>2</sup> 场发射透射电子显微镜 (TEM) 进行组织观察和选区衍射分析.

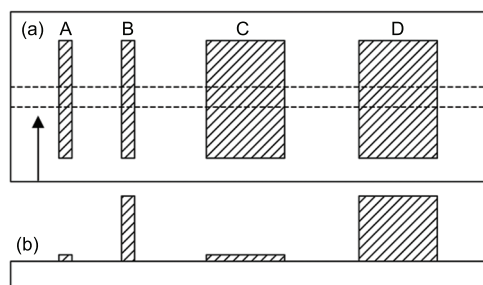


图 1 激光成形修复试样以及组织观察方向示意图  
Fig.1 Sketches for laser forming repaired (LFR) samples at front view (a) and plan view (b) (A, B, C and D represent single-channel single-layer, multi-channel single-layer, single-channel multi-layer and multi-channel multi-layer, respectively; the arrow shows observation direction)

利用 ANSYS 软件模拟单道单层和单道多层试样激光成形过程中 HAZ 的温度场, 参照已有的温度场数值模型<sup>[18-22]</sup> 进行激光成形修复过程中的温度场模拟, 并假设材料的热物性参数为常数, 不随温度和时间变化, 且固态与液态的热物性参数的差别忽略不计, 所采用的模拟参数和材料热物性参数<sup>[23]</sup> 分别为: 激光功率 2.8 kW, 光束扫描速度 10 mm/s, 光斑直径 2.5 mm, 初始温度 300 K, 单层厚度 0.25 mm, 基体厚度 5 mm, 密度 7.8 g/cm<sup>3</sup>, 比热 410 J/(kg·K) 和导热系数 33 W/(m·K).

为了明晰 2Cr13 不锈钢在不同温度下的平衡相组成, 本工作使用 Thermo-Calc 软件对包含 2Cr13 不锈钢成分在内的 Fe-Cr-C 伪二元相图进行了计算, 计算所采用的热力学数据库是 Thermo-Calc 软件公司开发的铁基合金数据库 TCFE6.

## 2 实验结果

### 2.1 组织特征

图 2 为单道单层和多道单层试样 HAZ 的宏观组织像. 可见, 激光修复区和基材形成良好的冶金结合, 无气孔、裂纹等缺陷. 对于单道单层和多道单层试样, HAZ 的组织特征基本一致, 从基材到修复区底部, 宏观上可以看出颜色由深到浅渐变, 根据微观组织特征可以将 HAZ 大致分为 4 个区域, 如图 3 所示. 图 3b 是未受热影响的基材组织, 主要由铁素体和粒状碳化物组成. 通过对基材进行 TEM 分析 (如图 4 所示), 碳化物主要为  $M_{23}C_6$  型 ( $M$  主要是 Cr 和 Fe) 碳化物, 且碳化物的分布形态还保留着原马氏体板条形态 (如图 3b 所示). 区域 1 位于 HAZ 的底部, 其组织特征如图 3c 所示. 可以看到, 该区域  $M_{23}C_6$  型碳化物发生了部分溶解, 相比于基材数量有

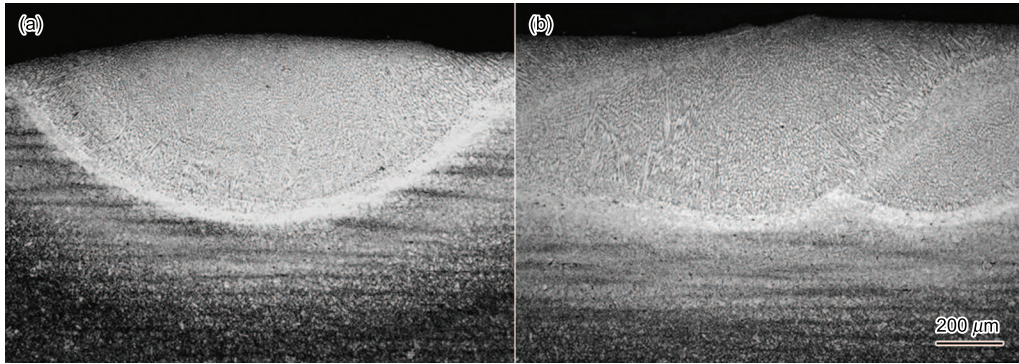


图 2 激光成形修复单道单层和多道单层试样修复区宏观组织像

Fig.2 Micrographs of heat-affected zone (HAZ) of single-channel single-layer (a) and multi-channel single-layer (b) samples

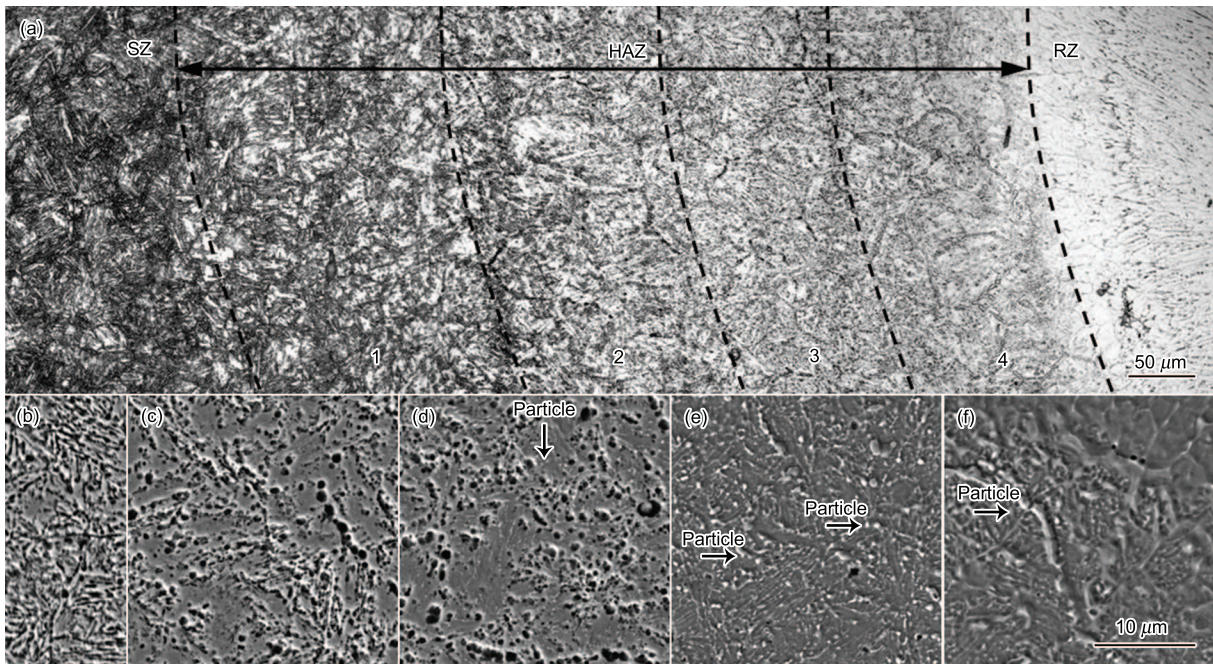


图 3 单道单层激光成形修复试样 HAZ 的显微组织

Fig.3 OM image of HAZ (a), SEM images of substrate (b), 1 (c), 2 (d), 3 (e) and 4 (f) zone of LFR single-channel single-layer samples (SZ—substrate zone, RZ—repaired zone)



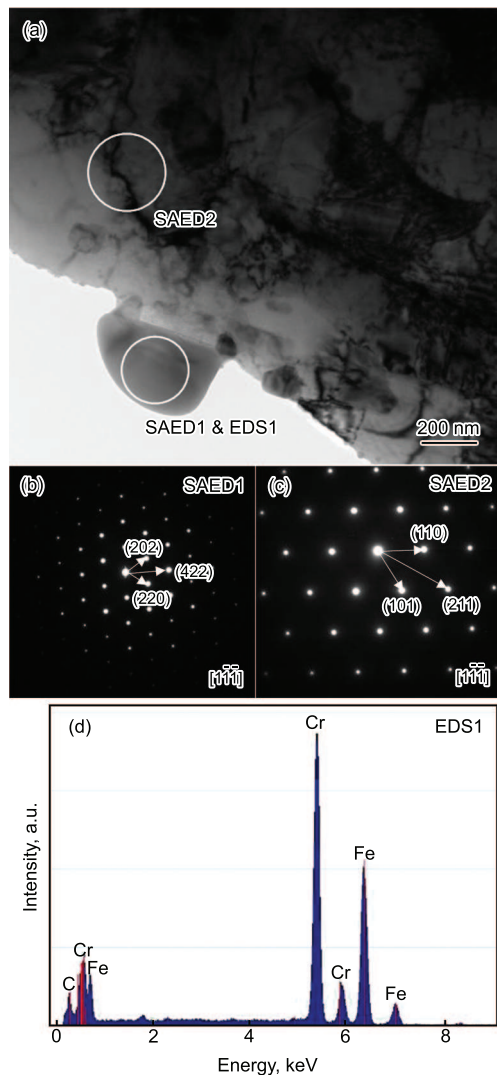


图 4 修复基材 TEM 明场像和衍射斑及碳化物的 EDS 结果  
Fig.4 TEM bright image (a) of 2Cr13 stainless steel substrate and corresponding SAED patterns showing  $M_{23}C_6$  carbides (b) and ferrite (c) and the EDS result of carbides (d)

所减少,并且在晶界上分布着一些尺寸较大的碳化物颗粒,由于碳化物被腐蚀,所以 OM 下与基材相比颜色略浅。由区域 1 往上进入区域 2,由图 3d 可知,该区域  $M_{23}C_6$  型碳化物继续溶解,数量减少,晶界上依旧分布着一些尺寸较大碳化物颗粒,与此对应,OM 下颜色更浅;同时可以观察到有白色颗粒物(箭头所示)开始析出,这种析出物的分布与原始碳化物的分布相似,且随着位置的上移,原始碳化物逐渐减少而该白色析出相逐渐增多。区域 1 和 2 的组织特征表明,在激光熔覆沉积的热作用过程中,基材 HAZ 晶界处的碳化物溶解落后于晶内。随着观察区域右移,原始碳化物颗粒基本完全溶解,取而代之的是白色颗粒相,相较于区域 2,白色颗粒相有明显的粗化(图 3e)。区域 4 紧邻熔池底部,与区域 3 相似,基体上分布着白色

颗粒相,但所不同的是白色颗粒相粗化并逐渐连接成骨架,所形成的骨架与原始晶界基本吻合。

图 5 和 6 分别是激光成形修复单道多层和多道多层试样 HAZ 的显微组织像。图 5 和 6 具有与图 4 相似的特征变化,如:随着接近修复区底部,原始碳化物逐渐溶解直至消失,白色颗粒逐渐析出、增多、粗化、连接成骨架。但也表现出了一些新的特征。激光多层熔覆沉积过程中,在白色颗粒相开始出现的热影响区域 2,晶内碳化物明显减少,基本溶解完全,如图 5c 和 6c 所示;另外,多道多层熔覆沉积试样出现晶粒细化,且晶界碳化物相比晶内碳化物较单道多层试样明显粗化,如图 6c 所示。热影响区域 3 内,单层试样的碳化物已完全溶解,因此未见晶粒形貌(碳化物被腐蚀而显示晶界),单道多层试样则出现了晶粒细化,同时晶界仍然析出了较多碳化物,而多道多层试样的晶粒开始出现较大的晶粒,晶界上形成了连续分布的碳化物,如图 5d 和 6d 所示;热影响区域 4 内,连接成骨架的白色析出相依然存在,但被粗大的晶界所打断,晶界上同样析出较多碳化物,晶粒相比热影响区域 3 均有所变大,如图 5e 和 6e 所示。

## 2.2 HAZ 的硬度分布

图 7 是 4 个试样沿沉积方向的硬度分布图。可以发现,激光修复区的硬度(平均 500 HV)明显高于基材区(平均 250 HV),而 HAZ 的硬度居于二者之间。从基材到修复区,HAZ 的硬度经历了一个快速升高的过程。随着沉积层数和道数的增加,上升的速率先变慢又增快,并且硬度的峰值以及修复区的硬度也随之下降。硬度分布情况也可以大致反映 HAZ 的宽度,单道单层、多道单层、单道多层和多道多层 HAZ 的宽度分别约为 0.5、0.9、1.1 和 0.7 mm。

## 2.3 HAZ 的相成分分析

从上述激光成形修复试样 HAZ 的组织形貌特征可知 HAZ 由 3 种特征相组成:基体相,碳化物相,白色颗粒相。图 8 给出了采用 Thermo-Calc 软件所计算的 Cr 含量为 13% 和 17% 的 Fe-Cr-C 伪二元相图,虚线代表了 2Cr13 不锈钢的名义含 C 量  $W_C=0.2\%$ 。由于基材到熔池底部的温度由低到高连续变化,基体相也应呈现连续变化的特点,初始是铁素体,随着成形过程中不同位置所达到的温度不同,从平衡相图可知,当温度低于液相线温度时,随着温度升高,2Cr13 的基体相组成会呈现低温  $\alpha$  铁素体  $\rightarrow$  低温  $\alpha$  铁素体 +  $\gamma$  奥氏体  $\rightarrow$   $\gamma$  奥氏体  $\rightarrow$  高温  $\delta$  铁素体 +  $\gamma$  奥氏体的转变。图 9 为激光成形修复 2Cr13 不锈钢多道多层 HAZ 和基材的 XRD 谱。可以看到,基材的基体相组成主要是  $\alpha$  铁素体,而 HAZ 也主要由  $\alpha$  铁素体和晶体结构类似的马氏体组成。实际上,由于激光熔覆沉积过程中,基材和 HAZ 都要经历快速加热和快速冷却过程,这样,即使在较高温度下会形成奥氏体,在随后



快速冷却条件下也很可能会发生马氏体转变。这样，在 HAZ 中，随着由基材到熔池底部的位置变化，可知基体相会呈现如下变化： $\alpha$  铁素体  $\rightarrow$   $\alpha$  铁素体 + 少量马氏体

$\rightarrow$  马氏体 + 少量  $\alpha$  铁素体。由于马氏体是高硬度相，因此随马氏体含量的增加，硬度也逐渐升高，这与硬度测试结果是一致的。

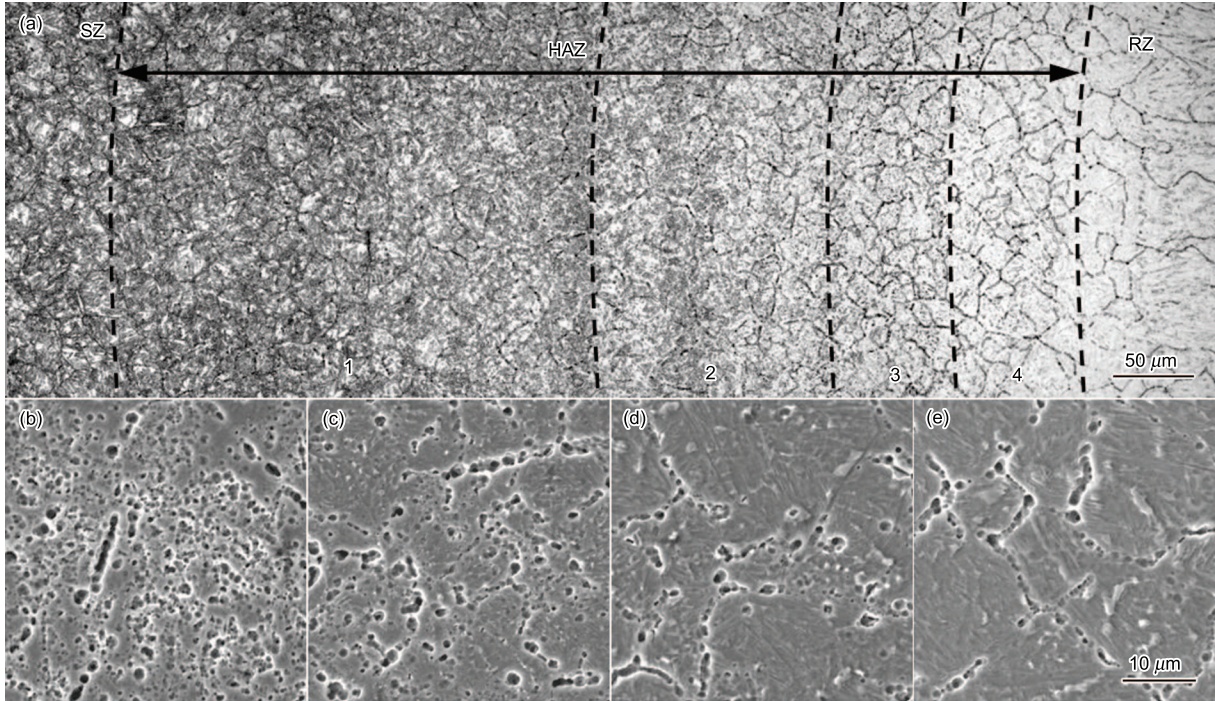


图 5 单道多层激光成形修复试样 HAZ 的显微组织

Fig.5 OM image of HAZ (a), SEM images of 1 (b), 2 (c), 3 (d) and 4 (e) zone of LFR single-channel multi-layer samples

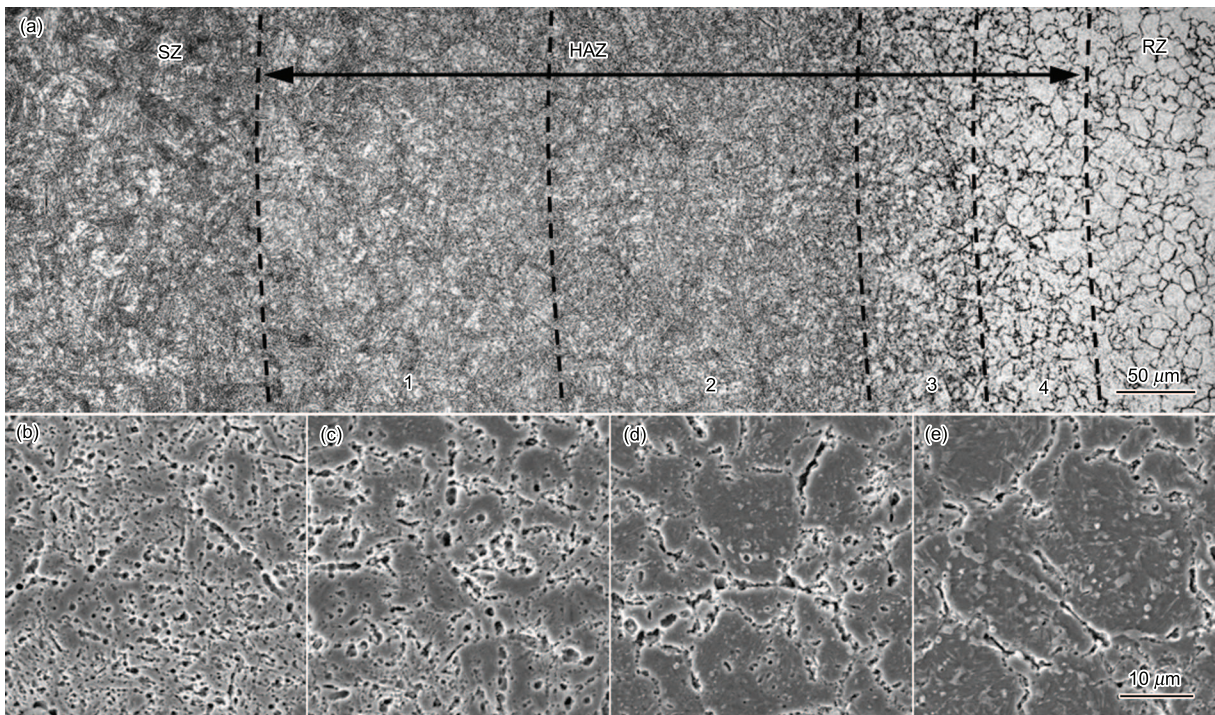


图 6 多道多层激光成形修复试样 HAZ 的显微组织

Fig.6 OM image of HAZ (a), SEM images of 1 (b), 2 (c), 3 (d) and 4 (e) zone of LFR multi-channel multi-layer samples



碳化物是从基材保留下来的或者依附原始碳化物析出长大的, 之前的分析可知原始的碳化物主要是  $M_{23}C_6$  型碳化物, 且二次析出碳化物和原始碳化物在形貌上非常相似. 同时, 由图 8 可以看出, 在 C 含量为 0.2% 时, 2Cr13 不锈钢析出的碳化物主要是  $M_{23}C_6$ , 而  $M_7C_3$  的析出经常限于碳含量较高的不锈钢 ( $W_C > 0.2\%$ )<sup>[24]</sup>, 所以 HAZ 的碳化物主要是  $M_{23}C_6$ .

前面的组织特征表明白色颗粒相与原始碳化物的分布形态非常相似, 说明白色颗粒相的出现与原始碳化物的

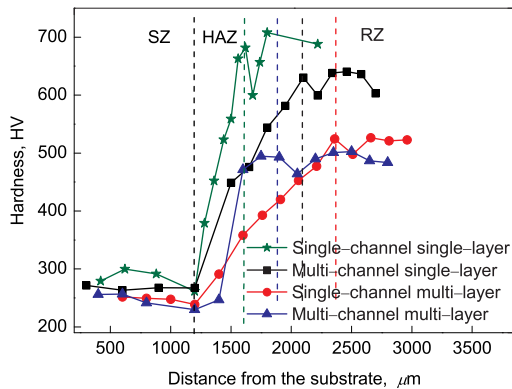


图 7 激光修复试样的硬度分布

Fig.7 Hardness distribution of laser repaired samples

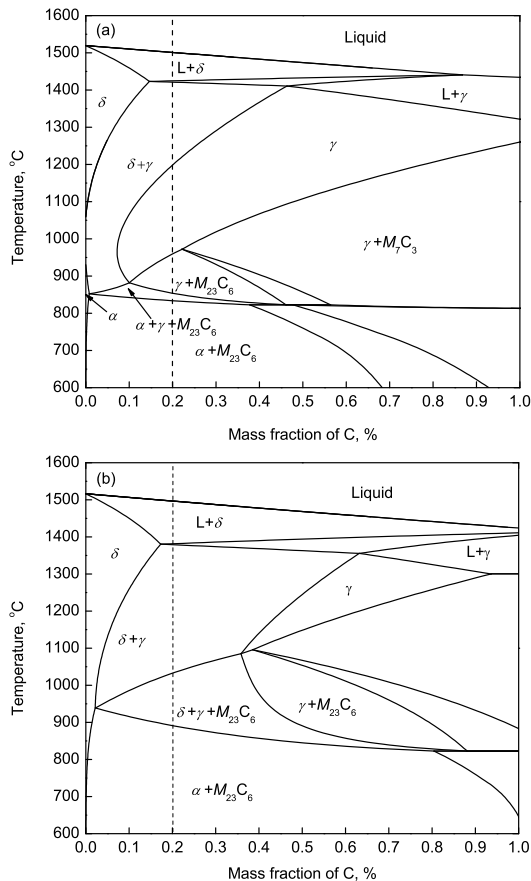


图 8 Fe-13Cr-C 和 Fe-17Cr-C 的伪二元相图

Fig.8 Pseudo binary phase diagram of Fe-13Cr-C (a) and Fe-17Cr-C (b)

溶解具有一定关系. 对其中 4 个白色颗粒相进行 EDS 分析, 结果表明相均富 Cr, 见表 1. 文献 [25] 中指出钢中第二相组成元素在 Fe 基体中的扩散系数对第二相的沉淀析出以及聚集长大具有重要的影响, 考虑到 C 与 Cr 扩散系数的差异 (图 10), 可以推断在激光成形修复的快速升温过程中, 随着碳化物的溶解, 由于 C 可以快速扩散, 分布相对均匀; 而 Cr 由于扩散极慢则分布极不均匀, 使得在原始碳化物周围富 Cr, 这样在原始碳化物附近可认为形成了含 Cr 量更高的不锈钢. 由 17%Cr 的相图 (图 8b) 可知, Cr 含量高时, 随着温度的升高, 在较低温度区间内就可出现  $\delta$  铁素体, 而在随后的快速冷却中  $\delta$  铁素体很难消失, 故白色颗粒相为  $\delta$  铁素体.

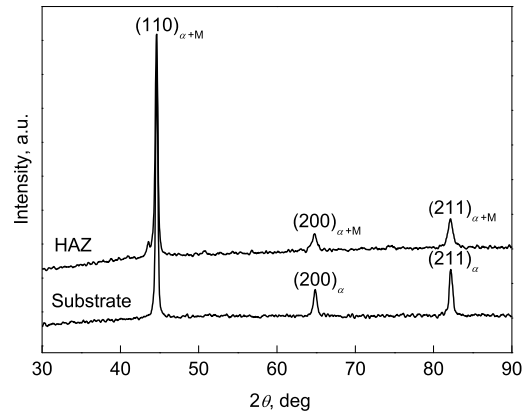


图 9 激光成形修复 2Cr13 不锈钢 HAZ 和基材的 XRD 谱  
Fig.9 XRD spectra of LFR HAZ and substrate 2Cr13 stainless steel

表 1 白色颗粒相 EDS 分析结果

Table 1 EDS analysis of white particle phase

(mass fraction, %)				
Element	Particle 1	Particle 2	Particle 3	Particle 4
Fe	84.67	82.66	82.71	85.23
Cr	15.33	17.34	17.29	14.77

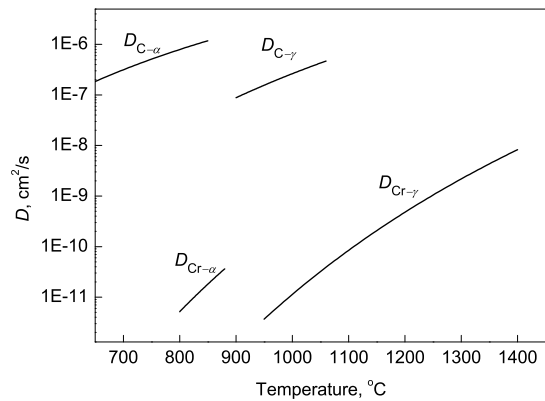


图 10 C 和 Cr 在 Fe 基体中的扩散系数

Fig.10 Diffusion coefficient of C and Cr in the Fe matrix ( $D$ —diffusion coefficient,  $D_{C-\alpha}$ — $D$  of C in the ferrite,  $D_{C-\gamma}$ — $D$  of C in the austenite,  $D_{Cr-\alpha}$ — $D$  of Cr in the ferrite and  $D_{Cr-\gamma}$ — $D$  of Cr in the austenite)

### 3 分析讨论

对于确定的材料, 其组织特征由其加工过程决定. 对于激光成形修复材料的 HAZ 而言, 与初始状态相比, 其在加工过程中受移动激光熔池所形成的温度场影响, 经历了不同热历史的影响, 其最终组织由受热过程的相变决定<sup>[26]</sup>. 因此结合具体的热历史和相图进行相变分析可以得知 HAZ 组织特征的基本形成机理. 但激光成形过程中, 快速升降温决定了其相变是非平衡的, 因此要全面把握组织构成、形态、尺寸、分布等特征的机理需要更深入的动力学研究. 本工作利用平衡分析方法对 HAZ 组织特征的形成机理进行了初步分析.

图 11 给出了单道单层试样 HAZ 不同位置在熔覆过程中所经历的温度变化. 可以看出, HAZ 内从下往上温度是连续变化的. 结合图 8 可知, 相图中所有相区对应的温度区间都存在. 相组成也就呈现如下的变化: 邻近基材温度在 680—830 °C 的区域, 没有达到奥氏体化温度, 不能生成奥氏体, 基体还是铁素体, 但由于高于调质处理的回火温度 680 °C,  $M_{23}C_6$  型碳化物开始溶解, 温度越高, 溶解的越多, 且在溶解的过程中晶内碳化物溶解速率快于晶界, 这与碳化物形成元素在晶内和晶界的偏析有关. 基材在调质处理的过程中, 碳化物形成元素多偏析于晶界, 而晶内碳化物形成元素含量较低, 这样在溶解时, 晶内碳化物界面处碳化物形成元素的浓度与基体自身的浓度差就更大, 向远端扩散的速率快, 因此, 晶内碳化物溶解速率较快. 在冷却过程中会有一些碳化物的析出, 且碳化物优先依附于晶界处的原碳化物析出, 故晶界处碳化物变的粗大, 但由于冷速很快, 析出量微乎其微, 最终碳化物的数量趋于减少.

随着位置上升, 温度也随之升高, 进入 830—860 °C 区间, 相图表明开始出现奥氏体, 且继续伴随碳化物的溶解. 由于激光加工过程中冷速很快, 加之 2Cr13 的淬透性很好, 因此在随后冷却中, 奥氏体转变为马氏体, 这样最终为铁素体、少量马氏体和碳化物, 温度越高, 马氏体量越

多, 铁素体、碳化物越少. 当进入 860—960 °C 温度区间后, 铁素体消失, 奥氏体量增多, 随之马氏体量也增多, 碳化物继续减少. 由于马氏体是硬化相, 所以使得硬度值出现快速上升.

温度超过 960 °C 后, 在高温时为全奥氏体组织, 该区域的温度足以使基材中的碳化物完全溶解, 冷却后组织基本上为马氏体, 马氏体量达到了峰值, 由于全部或者大部分的 C 都溶入奥氏体, 所以硬度的峰值一般出现在这个区域.

综上所述可以看出, 从基材往上, 随着温度的逐渐升高, 铁素体量逐渐减少, 奥氏体量增加, 与此对应的是最终马氏体量增加, 这与硬度逐渐增加的规律一致.

由于快速升温, 且 Cr 的扩散远低于 C, 因此在原碳化物位置及周围会出现 Cr 的富集, 参考 17%Cr 的相图, 容易出现  $\delta$  铁素体. 随着接近熔池底部, HAZ 温度逐渐升高, 虽然 Cr 的扩散会相对加快, 但碳化物的溶解也更加充分, 加之  $\delta$  铁素体在高温时出现的动力增加, 使得在温度较高的 HAZ 顶部依然会出现  $\delta$  铁素体, 且随温度升高而出现粗化的现象.

对于多道、多层等情况, HAZ 在经受第一次升降温后还要受后续热循环和热积累的影响, 因此上述单道单层的组织特征就是多道、多层等情况的初始状态, 再结合具体的后续热历史分析此后的变化. 图 12 为单道多层试样 HAZ 内不同位置的热循环曲线. 可以看出, 每一个热循环也是快速升降温过程. 随着沉积层的增高, 每一次循环所能达到的最高温度与最低温度越来越趋于一致; 同时随着远离熔池底部, 循环所能达到的最高温度越来越低, 但不同位置 (图 12 中列出了基材以下 2 mm 范围的温度变化) 最终的平衡温度却相差不大, 都约在 1000 K. 因此后续热循环和热积累对第一次升降温后的组织相当于回火作用. 由于快速升降温, 即使后续最高温度超过奥氏体化温度, 马氏体也很难发生奥氏体转变, 因为其中过饱和的 C 还没有析出. 因此, HAZ 上部的原马氏体区间, 在热循环不断的回火作用下, 主要发生碳化物逐渐析出, 而残留的铁素体在高温区间的升降温过程中逐渐向奥氏体转变, 最终可能消失; 对于  $\alpha$  铁素体 + 马氏体 + 碳化物的相区, 当后续热循环最高温度高于奥氏体化温度时,  $\alpha$  铁素体会逐渐转化为奥氏体, 但由于随后冷却过程的最低温度逐渐增高 (如图 12 所示), 很快超过马氏体开始转变温度, 因此新生成的奥氏体也基本不发生马氏体转变, 当沉积结束随后冷却时, 根据具体冷却条件会转变为马氏体或分解为  $\alpha$  铁素体 + 碳化物, 与未受热循环的情况相似. 由于后续的热积累, 使得 Cr 有更长的时间扩散, 因此随加热时间的增加, Cr 扩散越来越充分, 则之前的  $\delta$  铁素体有减少趋势. 同时反复升降温过程中原先较低温度区域不断的有奥氏体形核, 因此出现再结晶晶粒细化, 而高温区域的晶粒

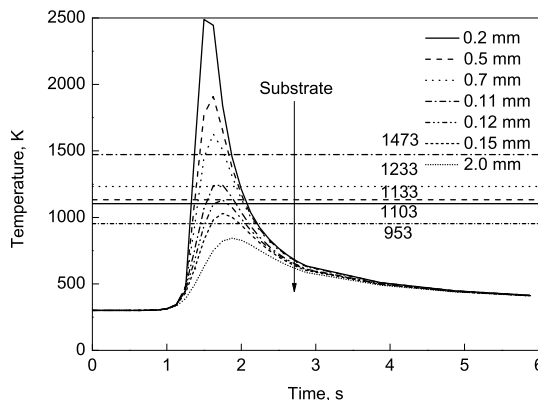


图 11 单道单层试样 HAZ 的温度场分布情况

Fig.11 Temperature field distribution of the HAZ of single-channel single-layer sample

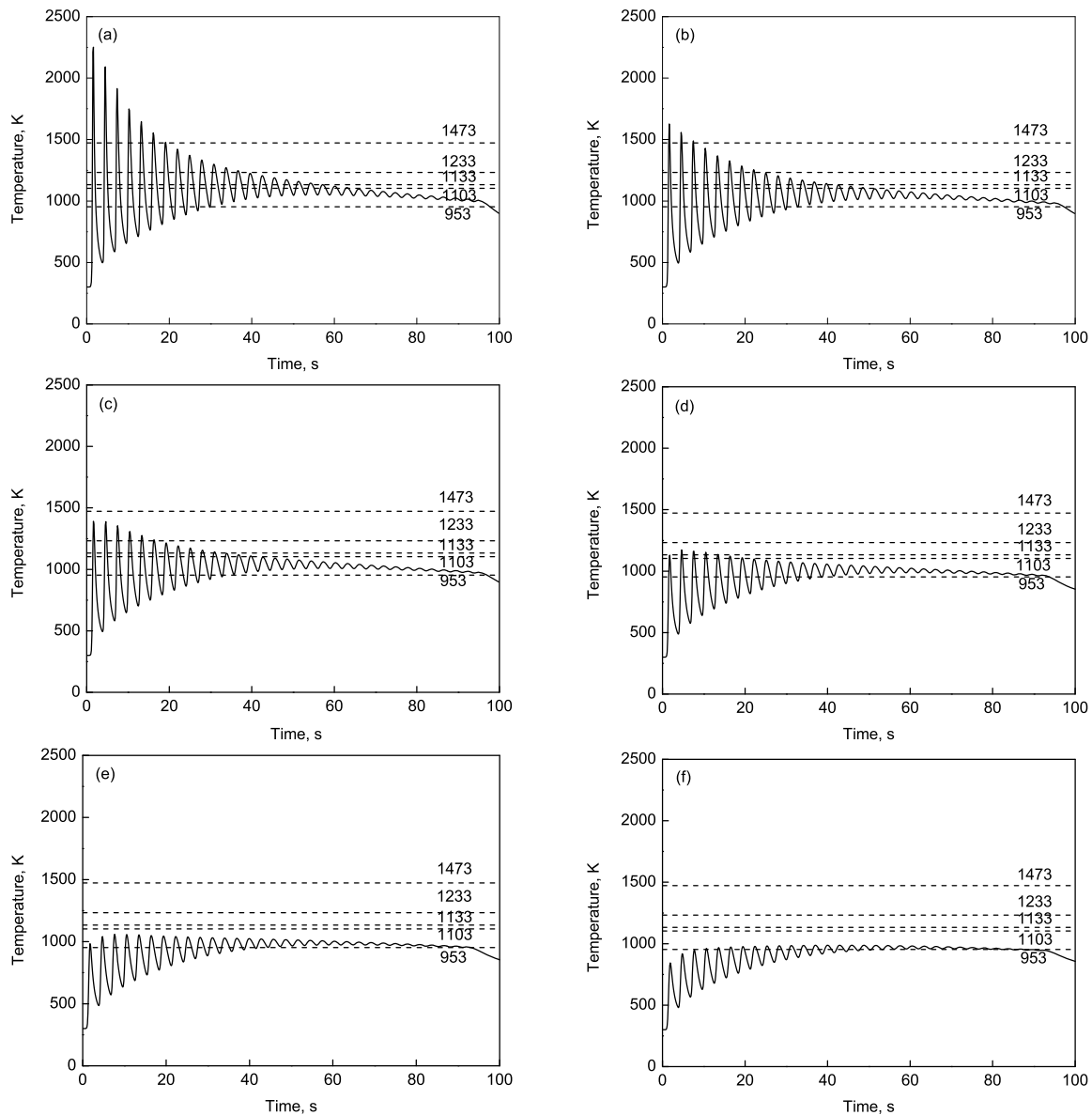


图 12 单道多层试样 HAZ 的温度场分布情况

Fig.12 Temperature field distribution of the HAZ of single-channel multi-layer sample with different distance from the surface of SZ

(a) 0.3 mm (b) 0.7 mm (c) 0.9 mm (d) 1.1 mm (e) 1.5 mm (f) 2.0 mm

则已经长大. 因此单道多层试样 HAZ 的上部在随后的热循环作用下, 残余铁素体逐渐消失, 碳化物优先沿原奥氏体晶粒析出, 使该区域最终显示晶粒. 由于马氏体经历了不同程度的回火, 因此与单道相比, 硬度有所降低. 而多道多层试样的热积累更加明显, 会使得上述变化逐渐趋近修复区, 效果更加明显. 甚至修复区底部之前硬度升高的 HAZ 由于长时间的回火, 硬度又再次降低到原始水平, 使得硬度过渡的距离缩短.

#### 4 结论

(1) 激光成形修复调质态 2Cr13 不锈钢的 HAZ 从基材到修复沉积区底部按组织特征可以分为 4 个区域. 区域 1: 基体上的碳化物含量逐渐减少, 晶界上的碳化物有

粗化; 区域 2: 碳化物继续溶解, 在原碳化物位置析出  $\delta$  铁素体颗粒; 区域 3: 碳化物完全溶解,  $\delta$  铁素体大量析出; 当沉积层数增多后, 晶粒有所细化; 区域 4: 原  $\delta$  铁素体颗粒粗化并连接成骨架; 沉积层增多后, 晶粒较 3 区增大.

(2) 基体相从 HAZ 底部到顶部硬度经历了一个快速升高的过程, 随着沉积层数的增加, 上升的速率先变慢又增快, 并且硬度的峰值也随之下降.

(3) 2Cr13 的相图和激光成形修复的温度场分布结果表明 HAZ 的组织分布与其所经历最高温度的相平衡特征和冷却速率密切相关, 激光往复沉积所产生的热循环会降低热影响区的冷却速率, 减少马氏体的含量.



## 参考文献

- [1] Shao T M, Hua M, Tam H Y. *Wear*, 2003; 255: 444
- [2] Xue L, Chen J, Lin X, Wang W, Lv X W, Huang W D. *Rare Met Mater Eng*, 2007; 36: 989  
(薛蕾, 陈静, 林鑫, 王维, 吕晓卫, 黄卫东. 稀有金属材料与工程, 2007; 36: 989)
- [3] Yaso M, Morito S, Ohba T, Kobota K. *Mater Sci Eng*, 2008; A481: 770
- [4] Lin X, Yue T M, Yang H O, Huang W D. *Acta Mater*, 2006; 54: 1901
- [5] Gaumann M, Henry S, Cleton F, Wegniere J D, Kurz W. *Mater Sci Eng*, 1999; A271: 232
- [6] Liu F C, Lin X, Huang C P, Song M H, Yang G L, Chen J, Huang W D. *J Alloys Compd*, 2011; 205: 4505
- [7] Lin X, Yang H O, Chen J, Huang W D. *Acta Metall Sin*, 2006; 42: 361  
(林鑫, 杨海欧, 陈静, 黄卫东. 金属学报, 2006; 42: 361)
- [8] Xu X J, Lin X, Yang M C, Chen J, Huang W D. *J Alloys Compd*, 2009; 480: 782
- [9] Wu X, Sharman R, Mei J, Voice W. *Mater Des*, 2004; 25: 103
- [10] Lin X, Yue T M. *Mater Sci Eng*, 2005; A402: 294
- [11] Liu Y H, Chen J, Zhang Q, Xue L, Lin X, Huang W D. *Chin Opt Lett*, 2011; 9: 1671
- [12] Tan H, Chen J, Zhang F Y, Lin X, Huang W D. *Rare Met Mater Eng*, 2009; 38: 574
- [13] Lin X, Cao Y Q, Wu X Y, Yang H O, Chen J, Huang W D. *Mater Sci Eng*, 2012; A553: 80
- [14] Mahmoudia B, Torkamany M J, Sabour Rouh Aghdam A R, Sabbaghzade J. *Mater Des*, 2010; 31: 2553
- [15] Chen J Y, Xue L, Wang S H. In: Asfahani R, Milbourn D, eds, *Materials Science & Technology 2008 Conference & Exhibition*, Pittsburgh: Materials Science and Technology, 2008: 1388
- [16] Yang D H, Zhang X S, Xue Q J. *Tribology*, 1994; 14: 41  
(杨德华, 张绪寿, 薛群基. 摩擦学学报, 1994; 14: 41)
- [17] Shao T M, Lin X C, Yuan W D. *Acta Metall Sin*, 2001; 37: 1040  
(邵天敏, 蔺秀川, 袁伟东. 金属学报, 2001; 37: 1040)
- [18] Li Y M, Liu Z X, Yang H O, Lin X, Huang W D, Li J G. *Acta Metall Sin*, 2003; 39: 521  
(李延民, 刘振侠, 杨海欧, 林鑫, 黄卫东, 李建国. 金属学报, 2003; 39: 521)
- [19] Wang L, Felicelli S. *J Manuf Sci Eng*, 2007; 129: 1028
- [20] Jendrzejewski R, Kreja I, Sliwinski G. *Mater Sci Eng*, 2004; A379: 313
- [21] Jia W P, Tang H P, He W W, Lin X, Huang W D. *Acta Metall Sin*, 2010; 46: 135  
(贾文鹏, 汤慧萍, 贺卫卫, 林鑫, 黄卫东. 金属学报, 2010; 46: 135)
- [22] Ye R Q, Smugeresky J E, Zheng B L, Zhou Y Z, Lavernia E J. *Mater Sci Eng*, 2006; A428: 47
- [23] Bassani R, Levita G, Meozzi M, Palla G. *Wear*, 2001; 247: 125
- [24] Lippold J C, Kotecki D J, translated by Chen J H. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel*. Beijing: China Maching Press, 2008: 61  
(Lippold J C, Kotecki D J 著, 陈剑虹译. 不锈钢焊接冶金学及焊接性. 北京: 机械工业出版社, 2008: 61)
- [25] Yong Q L. *Second Phases in Structural Steels*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006: 81  
(雍岐龙. 钢铁材料中的第二相. 北京: 冶金工业出版社, 2006: 81)
- [26] Miokovic T, Schulze V, Vohringer O, Lohe D. *Acta Metall*, 2007; 55: 589

(责任编辑: 罗艳芬)